

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-080866

(43)Date of publication of application : 26.03.1999

(51)Int.Cl. C22C 14/00
C22C 1/00
C22C 1/04
C22F 1/18
// C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00

(21)Application number : 09-239227

(71)Applicant : JAPAN ATOM ENERGY RES INST
HITACHI LTD

(22)Date of filing : 04.09.1997

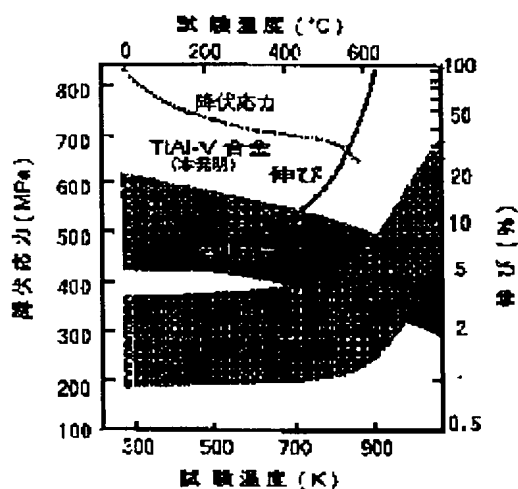
(72)Inventor : HISHINUMA AKIMICHI
SAWAI TOMOJI
TABUCHI MASAYUKI
NAKADA KIYOTOMO

(54) TITANIUM-ALUMINUM INTERMETALLIC COMPOUND ENOUGH IN LOW TEMPERATURE
STRENGTH AND TOUGHNESS AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an intermetallic compd. enough in low temp. strength and toughness and suitable for the equipment members of aircraft, rockets, etc., used in space environment, the parts materials of engines, turbines or the like, the core materials of nuclear reactor systems, the core structural materials of fusion reactors or structural materials for nuclear reactor containers, conduits for neutrons, neutron-shielding containers or the like.

SOLUTION: This intermetallic compd. having low temp. strength and toughness is the one essentially consisting of Ti-Al-M (M=V, Cr, Mo, Nb and/or W) and in which the main phases are composed of three phases of the B2 (β) phase, γ phase and α_2 phase. It is produced by combining various producing methods such as vacuum arc melting, electron beam melting, powder metallurgy or the like with



isothermal forging at 800 to 1,000° C or extrusion treatment.

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]An intermetallic compound which has sufficient low temperature strength making into the main phases a phase which comprises a three phase circuit of B-2 (beta) phase, gamma-phase, and α_2 phase in an intermetallic compound, and toughness.

[Claim 2]The intermetallic compound according to claim 1 which said intermetallic compound uses Ti-aluminum-M (M=V, Cr, Mo, Nb, and/or W) as the main ingredients, and makes said three phase circuit the main phases.

[Claim 3]The intermetallic compound according to claim 1 or 2, wherein mean particle diameter of a phase containing said three phase circuit is an equi-axed crystal grain (form with a crystal grain near a right hexagon) of 20 micrometers or less.

[Claim 4]An intermetallic compound of any one statement of claim 1, wherein, as for a phase contained in

said intermetallic compound, said phase or a minute amount element is unevenly distributed in the grain boundary including said more than three phase circuit thru/or claim 3.

[Claim 5] In a manufacturing method of an intermetallic compound, a manufacturing method and a homoiothermal forge of versatility, such as the vacuum arc dissolution, electron beam melting, or powder-metallurgy processing, A manufacturing method of an intermetallic compound which is rich in a low temperature strength and the toughness of any one statement of claim 1 thru/or claim 4 characterized by detailed and acquiring an equi-axed crystal grain by combining thermomechanical treatment.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] Apparatus members for which this invention is used by the space environment, such as an airplane or a rocket, It is related with an intermetallic compound which is rich in the optimal low temperature strength and toughness for structural materials, such as part material, such as an engine or a turbine, a charge of a core material of a nuclear reactor system, core internal structure material of a nuclear fusion reactor or a reactor vessel, a lead pipe for neutrons, or a neutron shield vessel, and a manufacturing method for the same.

[0002]

[Description of the Prior Art] Conventionally, in Ti-aluminum system material, since the specific strength is excellent, as part material, such as apparatus members, such as an airplane or a rocket, an engine, or a turbine, Since the heat resistance, mechanical strength properties, etc. are excellent, the intermetallic compound attracts attention as apparatus members, such as a charge of a core material of a nuclear reactor system or a reactor vessel, a lead pipe for neutrons, neutron moderation, or a shield vessel. Here, with an intermetallic compound, Ti-aluminum is used as the main ingredients and it is defined as the compound which contains the 3rd element, such as V and Mn, in it.

[0003] However, the conventional Ti-aluminum system intermetallic compound contains gamma-phase or α_2 phase, and the low-temperature ductility of an outstanding thing and the strength property of heat resistance were insufficient. In a nuclear reactor system etc., there was a problem that degradation of material was remarkable and toughness fell, with the conventional Ti-aluminum system intermetallic compound in the environment where it is exposed to the neutron and charged particle of high energy.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The airplane by which this invention is used by the space environment etc. in view of this conventional problem, It aims at offer of a rocket, an intermetallic compound further used for components, such as part materials, such as an engine and a turbine, a charge of a core material of a nuclear reactor system or a reactor vessel, a lead pipe for neutrons, and a neutron moderation container, etc., and a manufacturing method for the same.

[0005]

[Means for Solving the Problem] In an intermetallic compound, this invention uses Ti-aluminum-M (M=V, Cr,

Mo, Nb, and/or W) as the main ingredients, and makes a three phase circuit of B-2 (beta) phase, gamma-phase, and α_2 phase the main composition phases, and can solve the conventional technical problem by this composition.

[0006] In this invention, an intermetallic compound of a Ti-aluminum-M system A vacuum arc solution process, After performing pressure processing treatment between heat for a compound obtained by obtaining with an electron beam melting method or powder-metallurgy processing, In low temperature, homoiothermal forging treatment or extruding processing is performed comparatively, and an intermetallic compound which has a low temperature strength and toughness is manufactured by detailed and having an equi-axed crystal grain by [of 800 to 1000 **] annealing this. Hereafter, this invention is divided into constituent features etc. and explained in detail.

[0007]

[Embodiment of the Invention]

(Intermetallic compound) In this invention, with an usable intermetallic compound. It corresponds, if it is a compound which uses Ti and aluminum as the main ingredients, and makes the three phase circuit of B-2 (beta) phase which is an ordered phase, gamma-phase, and α_2 phase a main constitution phase and twinning or transformation modification is a system which works as one of the main deformation modes. Twinning is the plastic deformation accompanied by the twin crystal in which the atomic arrangement of a crystal serves as a mirror plane object under stress, and transformation modification says here the case where plastic deformation is carried out with a phase transformation under stress.

[0008] Ti-aluminum is specifically made the intermetallic compound of this invention with the main ingredients, Detailed carbide and oxides, such as penetration type elements, such as B, C, etc. which are the intermetallic compounds containing replaced type V which goes into a lattice position as the 3rd element, Cr, Mo, Nb, W, etc., or go into an interstitial site at this as the 4th element further, or TiC, Y_2O_3 , may be contained.

[0009] The 3rd element is an element which stabilizes B-2 phase, and is because the minute amount element (the 4th element, said carbide, or oxide) has an effect which heightens the fracture strength in a grain boundary. Ti and aluminum are because there is an advantage that excel in corrosion resistance, and it is lightweight and also toughness is comparatively excellent.

[0010] 1at% – 20at% of the range is preferred for the content of a replaced type alloying element. 30 – 50at% of the range is preferred for the Al quantity in the case of a Ti-aluminum-V system, the optimal, it is 35 – 45at% of a range, and 5 – 15at% of the range is preferred for the amount of V. It is because there is a possibility that it may become impossible to make B-2 phase sufficient except the above-mentioned range generate.

[0011] 0.005 – 0.5at% of the addition of penetration type elements, such as B and C, carbide, or an oxide is suitable. It is because there is fear of an appearance of a weak phase at less than 0.005at% when the effect does not show up easily and the addition exceeds 0.5at%.

[0012] (omnipresence of the additive in a grain boundary) Next, in this invention, it is desirable for the phase or the additive (the 3rd element, the 4th element, carbide, and/or oxide) to be omnipresent in a grain boundary. This is for raising a metallic bond ingredient peculiar to metal compared with a covalent bond peculiar to ceramics, and heightening the fracture strength of the grain boundary, and is for pressing down

propagation of a grain boundary crack further. Although a grain boundary means the interface of a crystal grain, not only the interface itself but the phase or minute amount additive may not necessarily exist near the interface of a crystal grain.

[0013](manufacturing method) This invention provides a different new idea from an old idea also about the manufacturing method of the intermetallic compound which is rich in a low temperature strength and toughness. That is, the organization of the Ti-aluminum binary system alloy was mainly conventionally concerned with gamma-phase at the center. By adding the 3rd element that stabilizes B-2 phase further in the manufacturing method of this invention, It is the method of making the three phase circuit or the phase beyond it containing B-2 phase with more sufficient object nature living together, or is suitable by making a phase and an additive omnipresent to a grain boundary as a manufacturing method of the intermetallic compound which is rich in a low temperature strength and toughness. If it is this method, it is possible for sufficient B-2 phase to be obtained or to make B-2 phase omnipresent to a grain boundary.

[0014]Although not limited in particular for the manufacturing method of the intermetallic compound of this invention, it is suitable by homiothermal forging treatment or extruding, and annealing after alloy manufacture at detailed and the point where an equi-axed crystal grain is acquired easily and which raises toughness. It is preferred for a homiothermal forge or extruding to complete recrystallization at low temperature comparatively of 800 to 1000 **. It is because there is a possibility that a crystal grain may become big and rough during hot forging, above 1000 ** and there is a possibility that recrystallization may not fully be completed, below 800 **.

[0015]

[Example]An example is given to below and this invention is explained concretely.

[0016]

[Example 1] The Ti-aluminum-V intermetallic compound (50at% and aluminum are 40at% and, in Ti, V is 10at%) was manufactured with the vacuum arc solution process. After performing hydrostatic pressure processing (HIP) between heat for this on condition of temperature:1,050 **, pressure:1,800atm, and time:3hr, the homiothermal forge was performed with the rate of strain of $3.8 \times 10^{-4}/s$ to 78% of the degree of compaction at the temperature of 950 **. The microstructure of the alloy obtained through these processings comprises a crystal grain which consists of a three phase circuit of B-2 (beta) phase, gamma-phase, and α_2 phase, and the average diameter of some crystal grains is a several micrometers homaxial grain including a lamellae phase.

[0017]And the test piece for tensile test was cut down from there, the tensile test was carried out at the room temperature, it was extended with stress (distortion), and the curve was obtained. The result is shown in drawing 1. Compared with the conventional Ti-aluminum system intermetallic compound in which the intermetallic compound of this invention makes gamma-phase a main constitution phase as shown in drawing 2, the characteristic excellent in both intensity and **** ductility was obtained. Especially **** elongation is about 8%, and showed the value which was excellent also in yield stress compared with about 820 MPa(s) and a conventional material. In 600 **, 64% of **** elongation and yield stress 640MPa were obtained, respectively, and the characteristic which was excellent compared with the conventional material also in the high temperature region was shown.

[0018]

[Comparative example 1] Drawing 2 compares and shows the performance of the intermetallic compound of the range acquired until now and this invention about the yield stress of the conventional Ti-aluminum system intermetallic compound and the test temperature dependency of elongation which make gamma-phase a main constitution phase. The old peak prices of the yield stress in a room temperature and elongation are about 600 MPa(s) and 4%.

Usually, although it is 400MPa and 2% or less, in the intermetallic compound of this invention, it has the performance more than not less than 5% of elongation, and 800MPa (twice of the conventional intermetallic compound).

Although the peak prices of the conventional intermetallic compound at 600 ** are 500MPa and 8%, respectively, they of the intermetallic compound of this invention have the performance which exceeded all of these peak prices, respectively.

[0019]

[Effect of the Invention] In this invention, larger tensile strength and elongation were acquired compared with the conventional intermetallic compound, and the Ti-aluminum system intermetallic compound used further that having the resistance outstanding to a neutron and particle radiation was expected.

The airplane, rocket, and also engine which are used by the space environment etc. by that cause, The optimal intensity for the apparatus member used on condition of [very severe] the charge of a core material of parts, such as a turbine, or a nuclear reactor system, etc. is high, and offer of the intermetallic compound which is rich in ductility and which was specifically excellent in intensity and ductility in the room temperature -700 ** temperature requirement was attained.

Since processability improved by having secured room temperature ductility not less than 5%, it became possible to correspond to a lightweight and small still more complicated-shaped member etc.

[0020] Manufacture of simplicity and a quick and uniform intermetallic compound is attained also as a method, and the effect of the cost of an intermetallic compound falling or flexibility improving also came to be acquired.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-80866

(43) 公開日 平成11年(1999) 3月26日

(51) Int.Cl.⁹

識別記号

F I

C 2 2 C 14/00

C 2 2 C 14/00

Z

1/00

1/00

Q

1/04

1/04

E

C 2 2 F 1/18

C 2 2 F 1/18

H

// C 2 2 F 1/00

1/00

6 2 8

6 2 8

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 4 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号

特願平9-239227

(22) 出願日

平成9年(1997) 9月4日

(71) 出願人 000004097

日本原子力研究所

東京都千代田区内幸町2丁目2番2号

(71) 出願人 000005108

株式会社日立製作所

東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地

(72) 発明者 菱沼 章道

茨城県那珂郡東海村白方字白根2番地の4

日本原子力研究所東海研究所内

(72) 発明者 沢井 友次

茨城県那珂郡東海村白方字白根2番地の4

日本原子力研究所東海研究所内

(74) 代理人 弁理士 社本 一夫 (外5名)

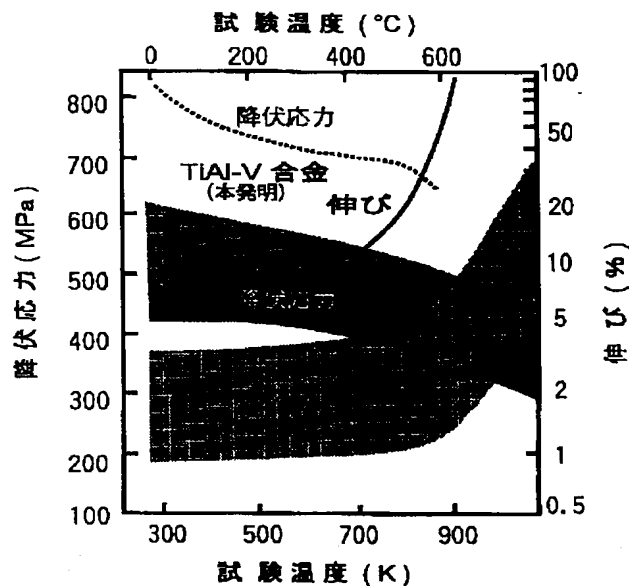
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温強度・靱性に富むTiAl系金属間化合物及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 宇宙環境で使用する航空機若しくはロケット等の機器部材、エンジン若しくはタービン等の部品材、原子炉システムの炉心材料、核融合炉の炉心構造材料、又は原子炉容器、中性子用導管若しくは中性子遮蔽容器等の構造材料に最適な低温で強度・靱性に富む金属間化合物。

【解決手段】 Ti-Al-M (M=V, Cr, Mo, Nb及び/又はW) を主成分とし、且つB2 (β) 相、γ相及びα₂相の3相から成る相を主な相とする低温強度と靱性とを有する金属間化合物であり、それが真空アーク溶解、電子ビーム溶解又は粉末冶金法等の種々の製造法と800-1000℃での恒温鍛造又は押し出し加工処理を組み合わせることにより製造される。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 金属間化合物において、B 2 (β) 相、γ 相及び α₂ 相の 3 相から成る相を主な相とすることを特徴とする充分な低温強度と靱性とを有する金属間化合物。

【請求項 2】 前記金属間化合物は、T i - A l - M (M = V, C r, M o, N b 及び / 又は W) を主成分とし、かつ前記 3 相を主な相とする請求項 1 に記載の金属間化合物。

【請求項 3】 前記 3 相を含む相の平均粒径が 2 0 μ m 以下の等軸結晶粒（結晶粒が正六角形に近い形）であることを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載の金属間化合物。

【請求項 4】 前記金属間化合物に含まれる相は、前記 3 相以上を含み、結晶粒界に前記相又は微量な元素が偏在していることを特徴とする請求項 1 乃至請求項 3 のいずれか 1 つに記載の金属間化合物。

【請求項 5】 金属間化合物の製造方法において、真空アーク溶解、電子ビーム溶解又は粉末冶金法等の種々の製造法と恒温鍛造、加工・熱処理を組み合わせることにより微細且つ等軸結晶粒を得ることを特徴とする請求項 1 乃至請求項 4 のいずれか 1 つに記載の低温強度・靱性に富む金属間化合物の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、宇宙環境で使用される航空機若しくはロケット等の機器部材、エンジン若しくはタービン等の部品材、原子炉システムの炉心材料、核融合炉の炉心構造材料、又は原子炉容器、中性子用導管若しくは中性子遮蔽容器等の構造材料に最適な低温強度・靱性に富む金属間化合物及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 従来、T i - A l 系材料においては、その比強度が優れていることから、航空機若しくはロケット等の機器部材、又はエンジン若しくはタービン等の部品材として、更にその耐熱性、機械的強度特性などが優れていることから、原子炉システムの炉心材料、又は原子炉容器、中性子用導管、中性子減速若しくは遮蔽容器等の機器部材として、その金属間化合物が注目されている。ここで、金属間化合物とは、T i - A l を主成分とし、それに V, M n 等の第 3 元素を含む化合物と定義される。

【0003】 しかしながら、従来の T i - A l 系金属間化合物は、γ 相または α₂ 相を含むもので、耐熱性等は優れているものの低温延性及び強度特性が不十分であった。更に、原子炉システム等において、高エネルギーの中性子や荷電粒子に暴露される環境では、従来の T i - A l 系金属間化合物では、材料の劣化が著しく、靱性が低下するという問題があった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、かかる従来の問題に鑑み、宇宙環境等で使用される航空機、ロケット、更に、エンジン、タービン等の部品材料、原子炉システムの炉心材料、又は原子炉容器、中性子用導管、中性子減速容器等の構成材料等に用いられる金属間化合物及びその製造方法の提供を目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明は、金属間化合物において、T i - A l - M (M = V, C r, M o, N b 及び / 又は W) を主成分とし、且つ B 2 (β) 相、γ 相及び α₂ 相の 3 相を主な構成相とするものであり、かかる構成により従来の課題が解決できるものである。

【0006】 又、本発明においては、T i - A l - M 系の金属間化合物を真空アーク溶解法、電子ビーム溶解法又は粉末冶金法により得、得られた化合物を熱間圧力加工処理を施した後、8 0 0 - 1 0 0 0 °C の比較的低温において恒温鍛造処理又は押出し加工処理を施し、これを焼鈍することにより微細且つ等軸結晶粒を有することにより、低温強度と靱性とを有する金属間化合物を製造するものである。以下、本発明を構成要件等に分けて詳細に説明する。

【0007】

【発明の実施の形態】

（金属間化合物） 本発明において、使用可能な金属間化合物とは、T i, A l を主成分とし、かつ規則相である B 2 (β) 相、γ 相及び α₂ 相の 3 相を主構成相とする化合物であり、又双晶変形または変態変形が主要な変形モードの一つとして働く系であれば該当する。ここで双晶変形とは、応力下で結晶の原子配列が鏡対象となる双晶を伴う塑性変形で、又変態変形とは、応力下で相変態を伴って塑性変形する場合を言う。

【0008】 具体的には、本発明の金属間化合物とは、T i - A l を主成分とし、第 3 元素として格子位置に入る置換型の V, C r, M o, N b, W 等を含む金属間化合物であり、又は更にこれに第 4 元素として格子間位置に入る B, C 等の侵入型元素、或いは T i C や Y₂O₃ 等の微細な炭化物や酸化物が含まれても良い。

【0009】 第 3 元素は B 2 相を安定化する元素であり、又その微量な元素（第 4 元素又は前記炭化物又は酸化物）は粒界における破壊応力を高める効果があるためである。又 T i 及び A l は、耐食性に優れ、軽量で、更には靱性が比較的優れているという利点があるためである。

【0010】 置換型の添加元素の含有量は、1 a t % ~ 2 0 a t % の範囲が好適である。T i - A l - V 系の場合の A l 量は 3 0 ~ 5 0 a t % の範囲が好適であり、最適には、3 5 ~ 4 5 a t % の範囲であり、又 V 量は 5 ~ 1 5 a t % の範囲が好適である。上記の範囲以外では、充分な B 2 相を生成させることが出来なくなる恐れがあるためである。

【0011】又、B、C等の侵入型元素又は炭化物又は酸化物の添加量は0.005～0.5at%が好適である。その添加量が0.005at%以下ではその効果が現れ難く、また0.5at%を越えると脆い相の出現のおそれがあるためである。

【0012】(粒界における添加物の偏在について)次に、本発明においては、粒界において相又は添加物(第3元素、第4元素、炭化物及び／又は酸化物)が偏在していることが望ましい。これは、セラミックス特有の共有結合に比べて金属特有の金属結合成分を高めて、結晶粒界の破壊応力を高めるためであり、更には、粒界クラックの伝搬を押さえるためである。粒界とは、結晶粒の界面をいうが、必ずしも界面そのものに限らず、その相又は微量な添加物が結晶粒の界面近傍に存在していても良い。

【0013】(製造方法について)本発明は、低温強度・靱性に富む金属間化合物の製造方法についても、これまでの考えとは異なる新しい考えを提供するものである。すなわち、従来は、Ti-Al2元合金の組織が中心で γ 相を主としたものであった。本発明の製造方法では、更にB2相を安定化する第3元素を加えることにより、より対象性の良いB2相を含む3相又はそれ以上の相を共存させる方法であり、又は相及び添加物を粒界に偏在させることにより低温強度・靱性に富む金属間化合物の製造方法として好適なものである。かかる方法であれば、十分なB2相が得られ、またはB2相を粒界に偏在させることが可能である。

【0014】本発明の金属間化合物の製造方法については、特に限定されるものではないが、合金製造後に、恒温鍛造処理或いは押出し加工・焼鈍により微細且つ等軸結晶粒が容易に得られ、靱性を向上させる点で好適である。恒温鍛造或いは押出し加工は800～1000℃の比較的低温で再結晶を完成させるのが好適である。1000℃以上では、結晶粒が熱間鍛造中に粗大化するおそれがあり、800℃以下では、再結晶を十分に完了しないおそれがあるためである。

【0015】

【実施例】以下に実施例を挙げて、本発明を具体的に説明する。

【0016】

【実施例1】Ti-Al-V金属間化合物(Tiが50at%、Alが40at%、Vが10at%)を真空アーク溶解法で製造した。これを、温度：1,050℃、圧力：1,800atm、時間：3hrの条件で熱間静水圧加工(HIP)を施した後、950℃の温度で、圧縮度78%まで、 3.8×10^{-4} / sの歪み速度で恒温鍛造を施した。これらの処理を通して得られた合金のミクロ組織は、B2(β)相、 γ 相及び α_2 相の3相からなる結晶粒から構成され、一部の結晶粒はラメラ相を含み、その平均直径は数 μ mの等軸粒である。

【0017】そして、そこから引張試験片を切り出し、室温で引張試験を実施し、応力と伸び(歪み)曲線を得た。その結果を図1に示す。又、本発明の金属間化合物は図2に示すように、 γ 相を主構成相とする従来のTi-Al系金属間化合物に比べて、強度及び引張延性が共に優れた特性が得られた。特に、引張伸びは、約8%で、降伏応力も約820MPaと従来材に比べて優れた値を示した。600℃では、それぞれ引張伸び64%、降伏応力640MPaが得られ、高温領域においても従来材に比べて優れた特性を示した。

【0018】

【比較例1】図2は、 γ 相を主構成相とする従来のTi-Al系金属間化合物の降伏応力と伸びの試験温度依存性について、これまでに得られている範囲と本発明の金属間化合物の性能を比較して示す。室温における降伏応力及び伸びのこれまでの最高値は、約600MPaと4%であり、通常は400MPa及び2%以下であるが、本発明の金属間化合物では、5%以上の伸びと800MPa(従来の金属間化合物の2倍)以上の性能を有する。又、600℃における従来の金属間化合物の最高値は、それぞれ500MPa及び8%であるが、本発明の金属間化合物のそれらは、それぞれこれらの最高値をすべて上回った性能を有している。

【0019】

【発明の効果】本発明によれば、従来の金属間化合物に比べて、より大きい引張強度及び伸びが得られ、さらに、Ti-Al系金属間化合物は中性子、粒子線照射に対して優れた抵抗性を有することが期待されることから、宇宙環境等で使用される航空機、ロケット、更にエンジン、タービン等の部品、あるいは原子炉システムの炉心材料等の極めて厳しい条件で使用される機器部材に最適な、強度の高いまた延性に富む、具体的には室温～700℃の温度範囲において強度及び延性に優れた、金属間化合物の提供が可能になった。また、室温延性を5%以上確保したことによって、加工性が向上したため、軽量且つ小型の、更には複雑な形状の部材等にも対応することが可能になった。

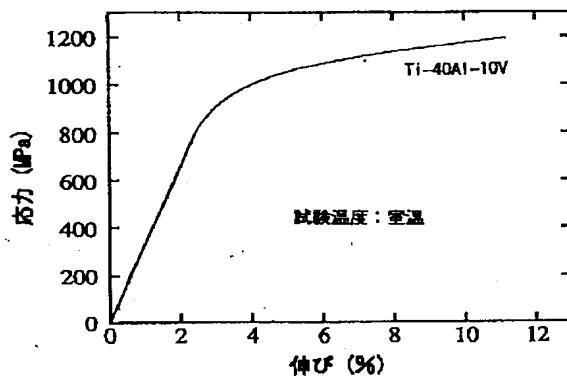
【0020】また、方法としても、簡便、迅速、かつ均一な金属間化合物の製造が可能となり、金属間化合物のコストが低下したり、汎用性が向上するなどの効果も得られるようになった。

【図面の簡単な説明】

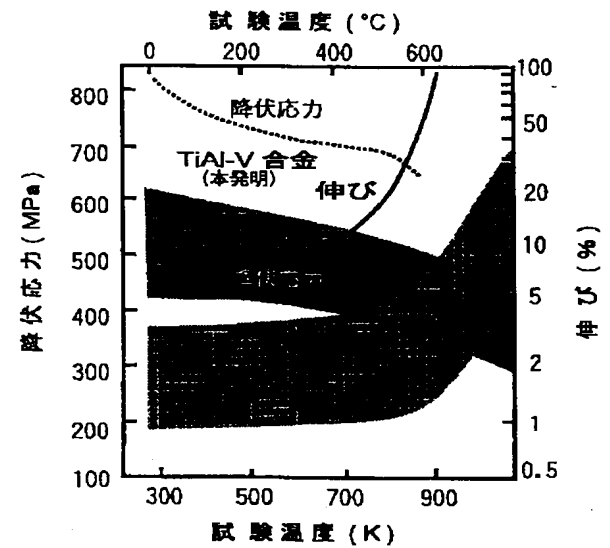
【図1】 本発明のTi-Al-V金属間化合物の引張特性(7%以上の伸びと800MPa以上の降伏応力)を示す図である。

【図2】 本発明の金属間化合物と従来の γ 相を主構成相とするTi-Al系金属間化合物の引張特性(伸びと降伏応力)の温度依存性を示す図である(本発明の金属間化合物の性能は従来のそれと比べて、降伏応力及び延性(伸び)が共に大幅に向上している)。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 4 1
6 5 0
6 8 3
6 8 7
6 9 4

F I

C 2 2 F 1/00

6 4 1 C
6 5 0 B
6 8 3
6 8 7
6 9 4 B

(72) 発明者 田淵 正幸

茨城県那珂郡東海村白方字白根 2 番地の 4
日本原子力研究所東海研究所内

(72) 発明者 仲田 清智

茨城県日立市幸町 3 - 1 - 1 株式会社日立製作所日立研究所内